



<https://doi.org/10.15407/scin16.04.071>

**А.С. НУРАДІНОВ, О.В. НОГОВІЦІН,
І.А. НУРАДІНОВ, Н.Ф. ЗУБЕНІНА, К.А. СІРЕНКО**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України,
бульв. академіка Вернадського, 34/1, Київ, 03680, Україна,
+380 44 424 2596, metal@ptima.kiev.ua

ІННОВАЦІЙНІ ШЛЯХИ КЕРУВАННЯ ПРОЦЕСОМ ФОРМУВАННЯ КРИСТАЛІЧНОЇ БУДОВИ МЕТАЛЕВИХ СПЛАВІВ

Вступ. Сучасна тенденція розвитку машинобудування характеризується зростаючими вимогами до якості використовуваної металопродукції. Підвищити якість останньої неможливо без вдосконалення технологій з плавлення та лиття металевих сплавів.

Проблематика. Відомо, що металопродукція, виготовлена з литих заготовок із дисперсною кристалічною структурою, мінімальною ліквіацією й сприятливим розташуванням неметалічних включень, має найвищий рівень механічних властивостей. Для отримання литого металу з такою структурою необхідно забезпечити максимальну швидкість кристалізації та величину переохолодження на межі фаз, які при формуванні реальних заготовок зі збільшенням товщини затверділої кірки металу прогресивно зменшуються (у 5–10 разів).

Мета. Розробка науково-обґрунтованих технологічних способів управління формуванням литої структури металевих заготовок шляхом термосилових зовнішніх впливів на рідкий та затвердіваючий метал.

Матеріали та методи. Модельною речовиною слугував сплав камфена з трицикленом, який, подібно до металів, кристалізується в інтервалі температур 45–42 °С з утворенням дендритної структури, а також володіє низкою оригінальних властивостей. Як металеву систему у роботі використано алюміній технічної чистоти А5, який кристалізується з утворенням дуже широкої зони транскристалізації. Оцінювання відносної ефективності впливу різних методів зовнішніх впливів на формування кристалічної будови металів виконано за їхнім впливом на ширину й дисперсність зони транскристалізації.

Результати. Експериментально підтверджено можливість керування процесом формування структури литих металів, використовуючи різні прийоми зовнішніх термосилових впливів на рідкий та затвердіваючий розплав.

Висновки. Отримані результати є перспективними для розробки нових металургійних технологій ефективного управління структурою литого металу на першому етапі виробництва заготовок.

Ключові слова: заготовка, розплав, переохолодження, перегрів, охолодження, вібрація, кристалізація, структура.

Цитування: Нурадінов А.С., Ноговіцин О.В., Нурадінов І.А., Зубеніна Н.Ф., Сіренко К.А. Інноваційні шляхи керування процесом формування кристалічної будови металевих сплавів. *Наука іннов.* 2020. Т. 16, № 4. С. 71–77. <https://doi.org/10.15407/scin16.04.071>

Якість кінцевої металопродукції значною мірою визначається кристалічною структурою литих заготовок на першому етапі їхнього виробництва. При цьому головним завданням є отримання заготовок з дисперсною кристалічною структурою, високою фізичною та хімічною однорідністю. Для отримання литого металу із зазначеними характеристиками необхідно забезпечити максимальну швидкість кристалізації та величину переохолодження на межі фаз, що в свою чергу, залежить від низки факторів і при формуванні реальних заготовок, при збільшенні товщини затверділої кірки металу, прогресивно зменшується. Активно управляти цими процесами можна шляхом зовнішніх впливів на рідкий і кристалізований метал [1–4].

При фазовому переході «розплав—кристал» розплави металів можуть перебувати в нерівноважному стані по обидва боки процесу через повільне протікання змін їхніх мікроскопічних характеристик. Процес переходу розплаву в мікроскопічно однорідний стан можна прискорити зовнішніми впливами на нього [5–8], а встановлення закономірностей зазначених впливів на формування структури литих заготовок є актуальним завданням.

Характеристики кристалічної структури литого металу визначаються двома параметрами: швидкістю кристалізації (R) та величиною переохолодження на межі фаз (Δt_k). Ці параметри залежать від низки факторів – чистоти металу, температури перегріву та інтенсивності охолодження розплаву тощо, і взаємопов'язані співвідношенням [3]:

$$R = k \cdot \Delta t_k, \quad (1)$$

де k – коефіцієнт затвердіння.

Від швидкості кристалізації розплаву залежить також і дисперсність дендритної структури литого металу [6]:

$$\lambda_1^4 = \frac{A \cdot C}{G \cdot R}, \quad (2)$$

де λ_1 – відстань між осями першого порядку; A – експериментальний коефіцієнт; C – вихідна концентрація ліквуючих домішок; G –

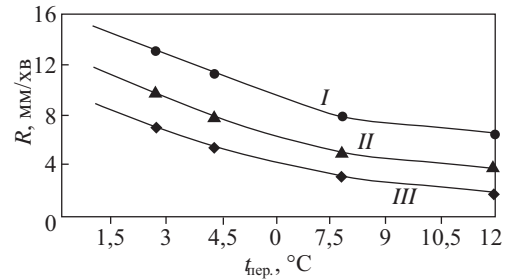


Рис. 1. Зміна швидкості кристалізації модельного сплаву залежно від температури перегріву й швидкості охолодження твердіючого розплаву: I – $W_{охл.} = 35$ °C/хв; II – 16 °C/хв; III – 6 °C/хв

температурний градієнт перед межею твердої фази.

Цими ж параметрами (R , G) визначається і довжина стовпчастих кристалів (L) [8]:

$$L = \frac{t_d - t_c}{G} - \frac{D}{R}, \quad (3)$$

де t_d , t_c – температури ліквідусу і солідусу сплаву; D – коефіцієнт дифузії домішок.

З цього елементарного аналізу випливає, що, регулюючи зазначені параметри, можна управляти формуванням кристалічної структури литого металу. Результати з вивчення впливу температури перегріву, інтенсивності охолодження та вібрації на формування структури модельного (камфен) і металевого (сплав алюмінію А5) сплавів, отримані у виконаному дослідженні, підтверджують це.

Вплив температури перегріву й інтенсивності тепловідведення на затвердіння модельного сплаву можна оцінювати за зміною швидкості його кристалізації (рис. 1). Видно, що при збільшенні перегріву розплаву з 3 до 12 °C (відповідають перегріву вуглецевої сталі на 100–300 °C) швидкість кристалізації зменшується більш ніж втричі залежно від інтенсивності тепловідведення. Тут же можна бачити, що негативний вплив надмірних перегрівів на швидкість кристалізації можна частково компенсувати, регулюючи інтенсивність тепловідведення від твердіючого розплаву (рис. 1, криві I, II і III). Відповідно, згідно залежності (2), можна впливати на дисперсність дендритної структури, що підтверджують дані рис. 2.

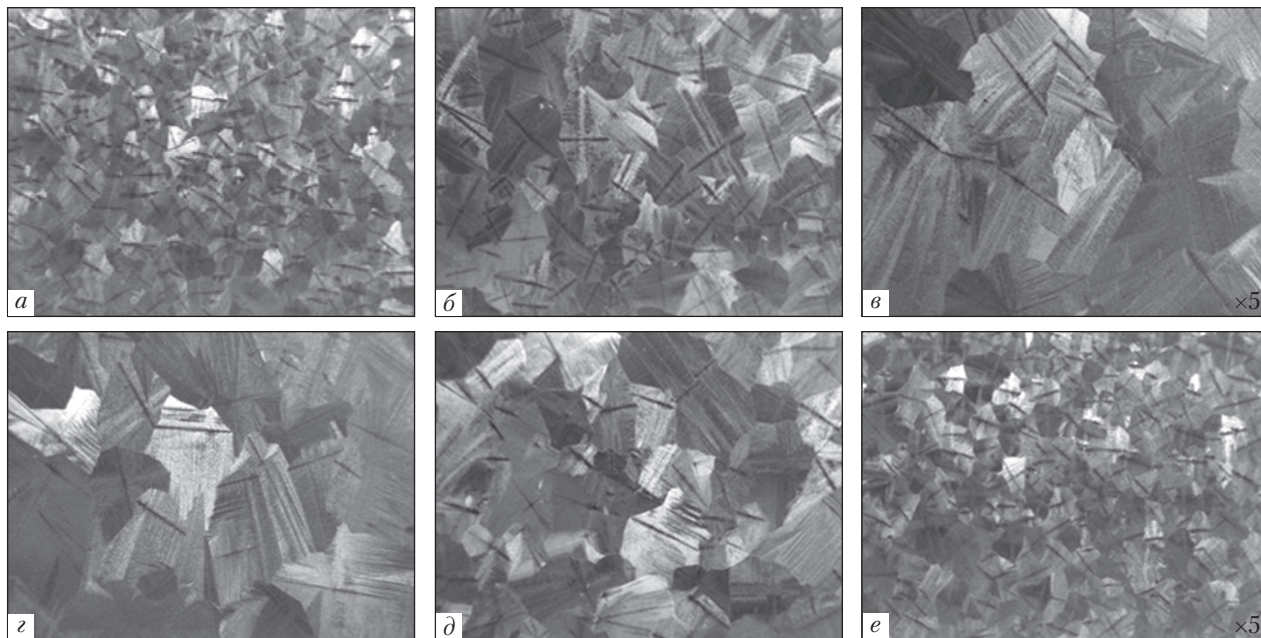


Рис. 2. Макроструктура камфена залежно від температури перегріву й швидкості охолодження твердіючого розплаву: *a, б, в* – $W_{\text{охл.}} = 6^\circ\text{C/хв}$; $\Delta t_{\text{пер.}} = 2, 4, 8^\circ\text{C}$ відповідно; *z, д, е* – $\Delta t_{\text{пер.}} = 8^\circ\text{C}$; $W_{\text{охл.}} = 6, 16, 35^\circ\text{C/хв}$ відповідно

Вплив температури перегріву розплаву й інтенсивності його охолодження проявляється не тільки в підвищенні або зниженні лінійної швидкості кристалізації розплаву, але й в зміні швидкості зародкоутворення і морфології зародків (рис. 2). При цьому найбільш сприятлива дисперсність кристалічної структури модельного сплаву спостерігається при мінімальному перегріванні розплаву (рис. 1, *a–в*). Ці результати добре корелюються з практикою ливарного виробництва, в якій розливання сталей здійснюють в інтервалі не більше $30\text{--}50^\circ\text{C}$ над температурою ліквідус. При більш високих температурах перегріву відбувається збільшення розміру зерна і спостерігається збагачення міжзеренних меж неметалічними включеннями [9].

Іноді на практиці для переведення розплаву металу в рівноважний стан доводиться створювати високі значення температури перегріву, що є головною причиною формування крупнозернистої кристалічної структури [3, 10]. У таких випадках негативний вплив перегрівів

на дисперсність дендритної структури заготовок можна практично нівелювати, регулюючи інтенсивність тепловідведення (рис. 2, *z–e*).

При значних перегрівках не завжди вдається забезпечити високу швидкість кристалізації розплаву для отримання кристалічної структури високої дисперсності. У таких випадках як інструмент для управління формуванням структури і властивостей литих заготовок може бути використано зовнішній фізичний вплив на твердіючі сплави, зокрема вібрацію. У роботах [3, 4, 11, 12] доведено істотний вплив вібрації на процеси кристалізації, формування структури і властивостей металевих сплавів для нормальних перегрівів їх розплавів (до 50°C).

Отримані в результаті роботи дані показують, що вібрація кардинально змінює макро- і мікроструктуру модельного сплаву навіть для екстремальних умов, тобто для значних перегрівів розплавів ($\Delta t_{\text{пер.}} = 12^\circ\text{C}$) і невисоких швидкостей їхнього охолодження ($W_{\text{охл.}} = 6^\circ\text{C/хв}$). Ці умови еквівалентні перегріву середньовуглецевих сталей на 300°C і їхнього затвердіння

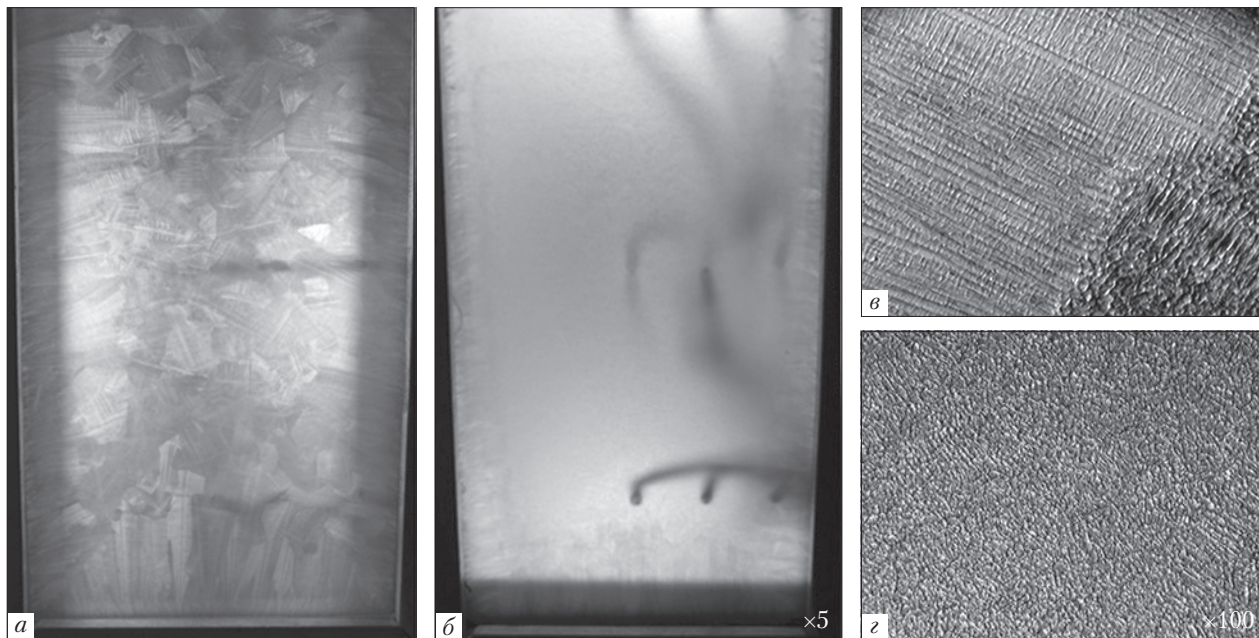


Рис. 3. Макро- і мікроструктура камфену при перегріванні його розплаву $\Delta t_{\text{пер.}} = 12 \text{ }^\circ\text{C}$ і швидкості охолодження $W_{\text{охл.}} = 6 \text{ }^\circ\text{C/хв}$: а, в – без вібрації; б, з – при дії вібрації ($\times 100$)

в піщаній формі. Видно, що в контрольному експерименті макроструктура зливка складається з великих стовпчастих і рівноосних кристалів неправильної форми (рис. 3, а). Під дією вібрації практично по всьому перетину формується зерниста структура високої дисперсності, за винятком невеликої зони дрібних стовпчастих кристалів на тепловідвідних гранях форми (рис. 3, б).

Під впливом вібрації закономірно змінюється і дендритна структура модельного сплаву. При звичайному затвердінні сплаву формується дендритна структура з чіткими межами розділу між окремими зернами (рис. 3, в). Мікроструктура сплаву, затверділого під впливом вібрації, характеризується відсутністю ден-

дритів через їх руйнування, а уламки дендритів високої дисперсності рівномірно розподілені по всьому перетину (рис. 3, з).

Проведені на алюмінієвому сплаві А5 ($t_{\text{лик.}} = 657 \text{ }^\circ\text{C}$) дослідження з вивчення впливу температури перегріву, інтенсивності тепловідведення і вібрації на формування структури зливоків з нього підтвердили адекватність результатів фізичного моделювання. Хімічний склад досліджуваного сплаву наведено в таблиці.

Інтенсивність тепловідведення від перегрітого до різних температур розплаву металу ($t_{\text{пер.}} = 680, 770$ й $860 \text{ }^\circ\text{C}$) в експериментах змінювалася в широких межах (рис. 4) шляхом його заливання в форми з різною теплопровідністю і теплоємністю (вологранна форма і сталеві форми з товщиною стінок $\delta = 1, 10$ і 20 мм). Для обробки твердіючих зливоків пружними коливаннями форми кріпили на плиті вібростола, яка здійснювала коливальні рухи з параметрами: $A = 0,2$ мм; $\nu = 60$ Гц.

З рис. 4 видно, що, залежно від матеріалу форм і товщини їхніх стінок, швидкість охоло-

Хімічний склад алюмінієвого сплаву А5

Складові сплаву та їх частки, %								
Al	Fe	Si	Mn	Ti	Cu	Mg	Zn	Ni
Не менше 99,6	0,22	0,07	0,02	0,011	0,03	0,06	0,025	0,05

Рис. 4. Температурні криві охолодження твердіючого алюмінієвого сплаву А5: ▲ – металева форма з $\delta = 20$ мм; ● – металева форма з $\delta = 10$ мм; ■ – металева форма з $\delta = 1$ мм; ◆ – вологранна форма; *a* – контрольний варіант (без вібрації); *b* – під впливом вібрації; $A = 0,2$ мм; $\nu = 60$ Гц

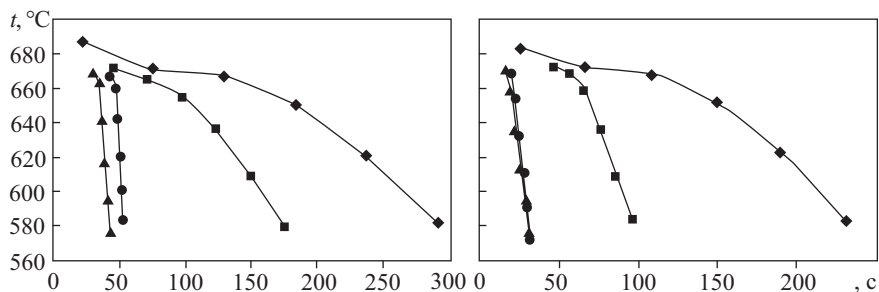
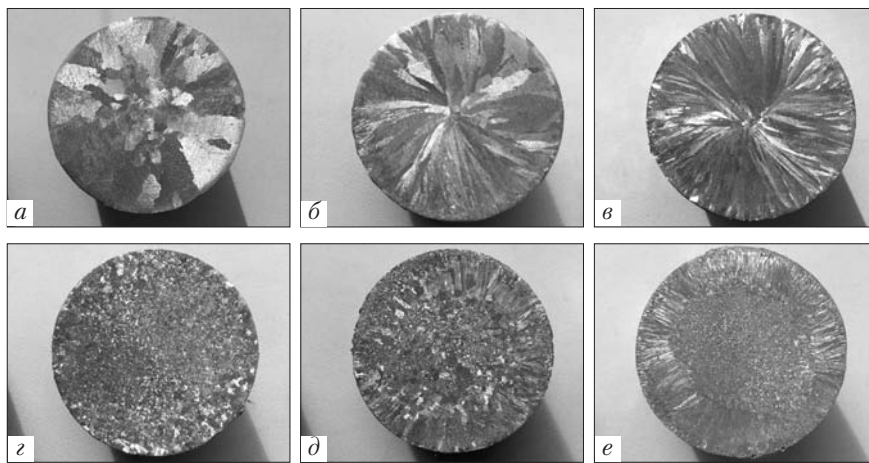


Рис. 5. Макроструктури дослідних зливок з алюмінієвого сплаву А5: *a, z* – металева форма з $\delta = 1$ мм; *b, d* – металева форма з $\delta = 10$ мм; *в, e* – металева форма з $\delta = 20$ мм; *a, б, в* – контрольний варіант (без вібрації); *z, d, e* – під впливом вібрації; $A = 0,2$ мм; $\nu = 60$ Гц



дження твердіючих розплавів змінюється в широких межах (від $0,3$ °C/с для вологранної форми до 5 °C/с для сталеві форми з товщиною стінки 20 мм). Загальна тривалість затвердіння зливок змінюється відповідно швидкостям охолодження і для крайніх варіантів скорочується приблизно в 6 разів.

При вібраційній обробці твердіючого металу має місце більш інтенсивне відведення тепла від нього: в середньому, для всіх варіантів швидкість охолодження затвердіваючих розплавів збільшується в $1,6$ рази, а загальна тривалість затвердіння зливок скорочується більш ніж в $1,5$ рази (рис. 4, б).

Порівняння макроструктур зливок досліджуваного алюмінієвого сплаву А5 зі структурою модельного сплаву показує їх позитивну кореляцію (рис. 5). Структура всіх контрольних зливок складається із зон стовпчастих кристалів, дисперсність яких визначається інтенсивністю тепловідведення (рис. 5, *a–в*).

У контрольних експериментах макроструктура зливок формувалася з стовпчастих кристалів різної дисперсності величиною $5–15$ мм і розмірним фактором від 3 до 40 (рис. 5, *a–в*). Межі зерен характеризуються великою протяжністю і мають грубу будову.

Під впливом вібрації маємо зовсім інший характер формування структур зливок. Значну частину площі макрошліфів зливок займає рівномірна зерниста структура високої дисперсності (рис. 5, *z–e*). Тому при незначному збільшенні (в 5 разів) межі зерен методом оптичної мікроскопії не виявляються. З певними труднощами їх можна візуалізувати при стократному збільшенні. Через слабке виявлення меж, навіть при такому збільшенні, навести статистично достовірні дані про розміри зерен досить складно. Розглядаючи виявлені зерна, можна стверджувати, що їхній розмір не перевищує $100–200$ мкм, а розмірний фактор становить $1–1,3$. Тобто, макроструктура близька до рів-

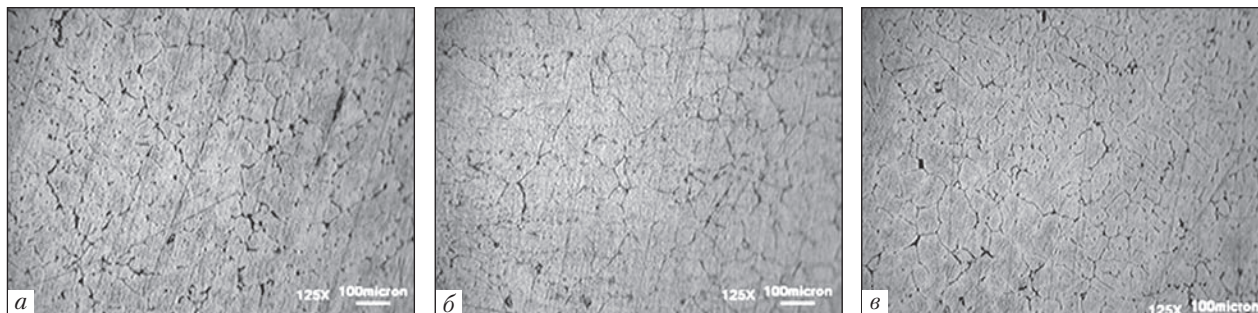


Рис. 6. Мікроструктура осевих зон зливоків з алюмінієвого сплаву А5: *a, б* – контроль; *в* – варіант з вібрацією; *a, в* – металева форма з $\delta = 1$ мм; *б* – металева форма з $\delta = 20$ мм

новісної. Ширина меж зерен не менше, ніж в 5 разів нижча, порівняно з межами зерен в контрольному зразку, без вібрації. Слід зазначити, що при високій інтенсивності тепловідведення (затвердіння зливоків в металевих формах з товщиною стінок $\delta = 10$ і 20 мм) в перерізі зливоків зберігається невелика зона дисперсних стовпчастих кристалів (рис. 5, *д* і *е*, аналогічно фізичному моделюванню (рис. 3, *б*)).

Вплив вібрації проявляється і в мікроструктурі алюмінієвого сплаву (рис. 6, *a–в*). Будова всіх зливоків у поверхневих зонах практично не відрізняється і складається з дисперсних кристалів твердого розчину алюмінію (Al_α) і евтектику $Al_\alpha + Si$ з розміром $50–150$ мкм і розмірним фактором не менше $5–10$. При віддаленні до центру для контрольних зливоків (отриманих без вібрації) розмір зерна збільшується і з'являються більш складні евтектики Mg_2Si , Mg_5Si_8 у вигляді темної сітки на межі зерен Al_α (рис. 6, *a, б*).

Після впливу вібрації розмір кристалів в середньому зменшується в $3–5$ разів, у такому ж співвідношенні зменшується і їхній розмірний фактор. У зливках після вібрації зберіга-

ються дисперсні зерна і в центральних зонах, але відбувається певне зменшення об'ємної частки евтектики і більш рівномірний її розподіл (рис. 6, *в*), що свідчить про руйнування міжатомних зв'язків в кластерах типу Mg_xSi_y . Внаслідок цього утворюється перенасичений твердий розчин алюмінію з більш високою мікротвердістю (мікротвердість підвищується на 30% порівняно з контрольними зразками).

Таким чином, отримані результати відкривають перспективу розробки нових металургійних технологій для ефективного управління структурою литого металу на першому етапі виробництва заготовок. Крім цього, розглянуті методи керування формуванням структури литих заготовок в деяких випадках можуть бути альтернативою екологічно шкідливим операціям хімічного модифікування металів і ефективним фактором ресурсо- та енергозбереження.

Дослідження виконано в рамках держбюджетної тематики Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України № III–24–18–688 від 19.12.2017 р. (Держ. реєстр. номер 0118U003789).

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Абрамов В.О., Абрамов О.В., Артемьев В.В., Эльдарханов А.С. *Мощный ультразвук в металлургии и машиностроении*. Москва, 2006. 688 с.
2. Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С., Ахтаев С.С.-С., Саипова Л.Х.-А. Влияние внешних термосиловых воздействий на формирование структуры литых заготовок. *Сталь*. 2019. № 6. С. 9–13.
3. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. *Технологии современной металлургии*. Москва, 2004. 784 с.
4. Гаврилин И.В. *Плавление и кристаллизация металлов и сплавов*. Владимир, 2000. 255 с.

5. Баум Б.А. *Металлические жидкости — проблемы и гипотезы*. Москва, 1979. 120 с.
6. Херлах Д., Файербах Б. *Зародышеобразование и переохлаждение*. Москва, 1989. 179 с.
7. Овсиенко Д.Е. *Зарождение и рост кристаллов из расплава*. Киев, 1994. 256 с.
8. Флемингс М. *Процессы затвердевания*. Москва, 1977. 424 с.
9. Кондратьюк С.Е., Пархомчук Ж.В., Вейс В.И. Термокинетические параметры обработки расплава и структурообразование литой стали. *Металловедение и обработка металлов*. 2018. № 4. С. 9–18.
10. Баландин Г.Ф. *Формирование кристаллического строения отливки*. Москва, 1973. 288 с.
11. Campbell I. Effects of vibration during Solidification. *Internationale Metals Reviews*. 1981. No. 2. P. 71–108.
12. Найдек В.Л., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С., Таранов Е.Д. О механизме воздействия вибрации на кристаллизацию и структурообразование сплавов. *Литейное производство*. 2003. № 9. С. 13–15.

Стаття надійшла до редакції / Received 10.01.20

Статтю прорецензовано / Revised 19.02.20

Статтю підписано до друку / Accepted 03.03.20

*Nuradinov, A.S., Nogovitsyn, A.V., Nuradinov, I.A.,
Zubenina, N.F., and Sirenko, K.A.*

Physical and Technological Institute of Metals and Alloys, the NAS of Ukraine,
34/1, acad. Vernadsky Blvd., Kyiv, 03680, Ukraine,
+380 44 424 2596, nla_73@ukr.net

STUDY OF THE POSSIBILITY OF CONTROLLING THE FORMATION OF CRYSTAL STRUCTURE OF METAL ALLOYS

Introduction. The modern trend in the development of engineering is characterized by ever-increasing demands on the quality of the metal products used for this. It is impossible to improve the quality of metal products without improving technologies for the smelting and casting of metal alloys.

Problem Statement. It is known that metal products made from the cast billets with a dispersed crystalline structural structure have a minimum level of licensing and favorable results of non-metallic inclusions, and have the highest level of mechanical properties. To obtain a cast metal with such a structure, it is necessary to ensure the maximum crystallization rate and the amount of supercooling at the phase boundary, which, when real billets are formed, progressively decrease as the thickness of the hardened metal crust increases (5–10 times).

Purpose. Development of scientifically based technological methods for controlling the formation of a cast structure of metal billets by means of thermo-force external influences on liquid and hardened metal.

Materials and Methods. An alloy of camphene with tricyclene, which, like metals, crystallizes in the temperature range (45–42 °C) with the formation of a dendritic structure, and also has the following original properties. Aluminum of technical purity A5, which crystallizes with the formation of a very wide transcrystallization zone, was used as a metal system in the work. And it is convenient to evaluate the relative effectiveness of the impact of various methods of external influences on the formation of the crystalline structure of metals by their influence on the width and dispersion of the transcrystallization zone.

Results. Experimental studies have confirmed the ability to control the formation of the structure of cast metals using various methods of external thermo-force effects on liquid and hardened melt.

Conclusions. The results obtained open up the prospect of developing new metallurgical technologies for the effective management of the cast metal structure at the first stage of production of billets.

Keywords: melt, subcooling, overheating, cooling intensity, vibration, crystallization, billet, and structure.